

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-129285

(P2002-129285A)

(43) 公開日 平成14年5月9日 (2002.5.9)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	ターマコト* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W 4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	A 4 K 0 3 7
9/46		9/46	T
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
38/58		38/58	
審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 11 頁)			

(21) 出願番号 特願2000-330190 (P2000-330190)

(22) 出願日 平成12年10月30日 (2000.10.30)

(71) 出願人 000006855

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 横井 龍雄

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72) 発明者 高橋 学

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74) 代理人 100074790

弁理士 椎名 強

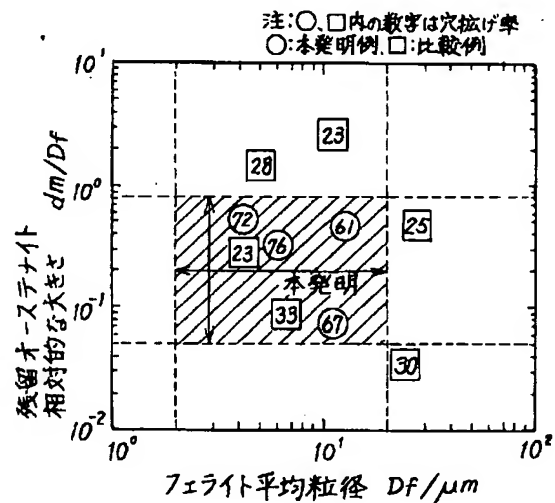
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 パーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 パーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 C: 0.01~0.3%, Si: 0.01~2%, Mn: 0.05~3%, P: ≤0.1%, S: ≤0.01%, Al: 0.005~1%を含む鋼であって、ミクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下であることを特徴とするパーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板、および上記成分の鋼を、Ar₃変態点温度以上Ar₃変態点温度+100℃以下で熱間仕上圧延を終了した後、Ar₁変態点温度以上Ar₃変態点温度以下の温度域で1~20秒間滞留し、その後、20℃/s以上の冷却速度で冷却して、350℃超450℃未満の温度範囲の巻取温度で巻き取ることを特徴とする上記鋼板の製造方法。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%にて、

C : 0.01~0.3%、

Si : 0.01~2%、

Mn : 0.05~3%、

P : ≤0.1%、

S : ≤0.01%、

Al : 0.005~1%、

を含み、残部がFe及び不可避の不純物からなる鋼であって、そのマイクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項2】 前記鋼が、さらに、質量%にて、Cu : 0.2~2%を含有することを特徴とする、請求項1に記載のバーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項3】 前記鋼が、さらに、質量%にて、B : 0.0002~0.002%を含有することを特徴とする、請求項1または請求項2に記載のバーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項4】 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ni : 0.1~1%を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項3のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項5】 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ca : 0.0005~0.002%、REM : 0.0005~0.02%の一種または二種を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項4のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項6】 前記鋼が、さらに、質量%にて、

Ti : 0.05~0.5%、

Nb : 0.01~0.5%、

Mo : 0.05~1%、

V : 0.02~0.2%、

Cr : 0.01~1%、

Zr : 0.02~0.2%

の一種または二種以上を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項5のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項7】 請求項1ないし請求項6のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、Ar₃変態点温度以上Ar₃変態点温度+100℃以下で熱間仕上圧延を終了した後、Ar₁変態点温度以上Ar₃変態点温度以下の温度域で1~20秒間滞留し、その後、20

℃/s以上の冷却速度で冷却して、350℃超450℃未満の温度範囲の巻取温度で巻き取り、そのマイクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下である鋼板を得ることを特徴とする、バーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板の製造方法。

【請求項8】 前記熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高圧デスケーリングを行ない、Ar₃変態点温度以上Ar₃変態点温度+100℃以下で熱間仕上圧延を終了することを特徴とする請求項7記載のバーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、バーリング加工性に優れた引張強度540MPa以上の加工誘起変態型複合組織鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に、自動車の足廻り部品やロードホイール等のバーリング加工性や延性と耐久性の両立が求められる素材として好適なバーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の燃費向上などのために軽量化を目的として、Al合金等の軽金属や高強度鋼板の自動車部材への適用が進められている。ただし、Al合金等の軽金属は比強度が高いという利点があるものの鋼に比較して著しく高価であるためその適用は特殊な用途に限られている。従って、より広い範囲で自動車の軽量化を推進するためには安価な高強度鋼板の適用が強く求められている。

【0003】このような高強度化の要求に対してこれまでは車体重量の1/4程度を占めるホワイトボディーやパネル類に使用される冷延鋼板の分野において強度と深絞り性を兼ね備えた鋼板や焼付け硬化性のある鋼板等の開発が進められ、車体の軽量化に寄与してきた。ところが現在、軽量化の対象は車体重量の約20%を占める構造部材や足廻り部材にシフトしてきており、これらの部材に用いる高強度熱延鋼板の開発が急務となっている。ただし、高強度化は一般的に成形性（加工性）等の材料特性を劣化させるため、材料特性を劣化させずに如何に高強度化を図るかが高強度鋼板開発のカギになる。特に、構造部材や足廻り部材用鋼板に求められる特性としてはバーリング加工性、延性、疲労耐久性および耐食性等が重要であり高強度とこれら特性を如何に高次元でバランスさせるかが重要である。

【0004】例えば、ロードホイールディスク用鋼板に求められる特性としてはバーリング加工性と疲労耐久性

が特に重要視されている。これは、ロードホイールディスクの成形工程の中でもハブ穴成形でのバーリング加工（穴拡張加工）が特に厳しく、また、ホイールの部材特性で最も厳しい基準で管理されているのが疲労耐久性であるためである。

【0005】現在、これらロードホイールディスク用高強度熱延鋼板として部材での疲労耐久性を重視して疲労特性に優れる590MPa級のフェライト-マルテンサイトの複合組織鋼板（いわゆるDual Phase 鋼）が用いられているが、これら部材用鋼板に要求される強度レベルは590MPa級から780MPa級へとさらなる高強度化へ向かいつつある。一方、高強度化に伴ってバーリング加工性は低下する傾向を示すばかりでなく、複合組織鋼板はその不均一な組織のためにバーリング加工性に関しては不利であると言われている。従って、590MPa級で問題とはならなかったバーリング加工性が780MPa級では問題となる可能性がある。

【0006】すなわち、ロードホイール等足廻り部品への高強度鋼板の適用にあたっては疲労耐久性や延性に加えてバーリング加工性も重要な検討課題となる。ところが、疲労耐久性を向上させるためにマイクロ組織をフェライト-マルテンサイト等の複合組織とし、かつバーリング加工性にも優れる高強度鋼板について記述した発明は一部の例外を除いてほとんど見受けられないのが現状である。例えば、特開平5-179396号公報にはマイクロ組織をフェライトとマルテンサイトまたは残留オーステナイトとして疲労耐久性を確保し、フェライトをTiCやNbCの析出物で強化することでフェライト粒とマルテンサイト相との強度差を小さくし、フェライト粒への局所的な変形の集中を抑制して穴拡張性（バーリング加工性）を確保する技術が開示されている。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、ロードホイールのディスク等一部の部品用鋼板においては、バーリング加工性や延性等の成形性と疲労耐久性の高いレベルでのバランスが大変に重要であり、上記従来技術では、満足する特性が得られない。また、例え両特性が満足されたとしても安価に安定して製造できる製造方法を提供することが重要であり、上記従来技術では、不十分であると言わざるを得ない。すなわち、上記特開平5-179396号公報はフェライト粒を析出強化しているために伸びが十分得られない。また、Ti、Nbの添加は製造コストの増加を招くために好ましくない。そこで、本発明は、上記従来技術の課題を有利に解決できる、疲労特性とバーリング加工性（穴拡張性）に優れた引張強度540MPa以上の熱延鋼板およびその鋼板を安価に安定して製造できる製造方法を提供することを目的とするものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、現在通常

に採用されている連続熱間圧延設備により工業的規模で生産されている熱延鋼板の製造プロセスを念頭において、熱延鋼板のバーリング加工性や延性と疲労特性の両立を達成すべく鋭意研究を重ねた。その結果、マイクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト、ベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2 μ m以上20 μ m以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下であることがバーリング加工性向上に非常に有効であることを新たに見出し、本発明をなしたものである。

【0009】すなわち、本発明の要旨は、以下の通りである。

（1）質量%にて、C：0.01～0.3%、Si：0.01～2%、Mn：0.05～3%、P： \leq 0.1%、S： \leq 0.01%、Al：0.005～1%、を含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼であって、そのマイクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2 μ m以上20 μ m以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【0010】（2）前記鋼が、さらに、質量%にて、Cu：0.2～2%を含有することを特徴とする、（1）に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

（3）前記鋼が、さらに、質量%にて、B：0.0002～0.002%を含有することを特徴とする、（1）または（2）に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【0011】（4）前記鋼が、さらに、質量%にて、Ni：0.1～1%を含有することを特徴とする、（1）ないし（3）のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

（5）前記鋼が、さらに、質量%にて、Ca：0.0005～0.002%、REM：0.0005～0.02%の一種または二種を含有することを特徴とする、

（1）ないし（4）のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【0012】（6）前記鋼が、さらに、質量%にて、Ti：0.05～0.5%、Nb：0.01～0.5%、Mo：0.05～1%、V：0.02～0.2%、Cr：0.01～1%、Zr：0.02～0.2%の一種または二種以上を含有することを特徴とする、（1）ないし（5）のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【0013】(7)(1)ないし(6)のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、 A_{r3} 変態点温度以上 A_{r3} 変態点温度+100℃以下で熱間仕上圧延を終了した後、 A_{r1} 変態点温度以上 A_{r3} 変態点温度以下の温度域で1~20秒間滞留し、その後、20℃/s以上の冷却速度で冷却して、350℃超450℃未満の温度範囲の巻取温度で巻き取り、そのマイクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2 μ m以上20 μ m以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下である鋼板を得ることを特徴とする、バーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板の製造方法。

(8)前記熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高圧デスケーリングを行い、 A_{r3} 変態点温度以上 A_{r3} 変態点温度+100℃以下で熱間仕上圧延を終了することを特徴とする(7)記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板の製造方法にある。

【0014】

【発明の実施の形態】以下に、本発明に至った基礎研究結果について説明する。まず、バーリング加工性に及ぼすフェライト平均粒径および残留オーステナイト平均粒径の影響を調査した。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、0.07%C-1.6%Si-2.0%Mn-0.01%P-0.001%S-0.03%Alに成分調整し溶製した鋳片を A_{r3} 変態点温度以上のいずれかの温度で熱間仕上圧延を終了した後、 A_{r1} 変態点温度以上 A_{r3} 変態点温度以下のいずれかの温度域で1~15秒間滞留し、その後、20℃/s以上の冷却速度で冷却して、550℃~常温で巻き取った。

【0015】これらの鋼板について穴抜け試験を行った結果をフェライト平均粒径および残留オーステナイト粒径のフェライト粒径に対する相対的な大きさについて整理したものを図1に示す。この結果より、フェライト平均粒径Dfおよび残留オーステナイト粒径のフェライト粒径に対する相対的な大きさ(残留オーステナイト平均粒径dmをフェライト平均粒径Dfで除した値)と穴抜け値には強い相関があり、フェライト平均粒径Dfおよび残留オーステナイト粒径dmのフェライト粒径Dfに対する相対的な大きさがそれぞれ2 μ m以上20 μ m以下および0.05以上0.8以下で穴抜け値が著しく向上することを新規に知見した。

【0016】このメカニズムは必ずしも明らかではないが、残留オーステナイト粒径のフェライト粒径に対する相対的な大きさが大きすぎると残留オーステナイトと母相の界面にボイドが生じやすく穴抜けの際にクラックの起点となり、小さすぎると穴抜け率と相関がある局部延性が低下するため、最適なサイズと間隔において穴抜け

率が向上すると推測される。また、フェライト平均粒径が小さすぎると降伏応力が上昇し打抜き穴の破断面の面積が大きくなり、打抜き面の粗度が上昇し穴抜け値が低下する恐れがあり、大きすぎるとミクロ組織の均一性が失われ穴抜け率と相関がある局部延性が低下するためと考えられる。なお、フェライト平均粒径の測定法はJIS G 0552鋼のフェライト結晶粒度試験法に記載の切断法に準じた。また、残留オーステナイト平均粒径については平均円相当径と定義し、画像処理装置等より得られる値を採用した。

【0017】次に、本試験の結果において図1に示すようにフェライト平均粒径Dfが2 μ m以上20 μ m以下で残留オーステナイト粒径dmのフェライト粒径Dfに対する相対的な大きさが0.05以上0.8以下を満たしても穴抜け値が低いものが認められたので、さらに、穴抜け値に及ぼす残留オーステナイトの炭素濃度の影響を調査した。上記鋼板について穴抜け値を残留オーステナイトの炭素濃度で整理したものを図2に示す。この結果より、残留オーステナイトの炭素濃度と穴抜け値には強い相関があり、フェライト平均粒径Dfが2 μ m以上20 μ m以下で残留オーステナイト粒径dmのフェライト粒径Dfに対する相対的な大きさが0.05以上0.8以下を満たし、更に残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下で穴抜け値が著しく向上することを新規に知見した。

【0018】このメカニズムは必ずしも明らかではないが、残留オーステナイトの炭素濃度が高すぎると残留オーステナイトもしくは加工誘起変態後のマルテンサイトと母相との強度差が大きくなり、打ち抜き時にその界面にボイドが生じやすく、穴抜けの際にクラックの起点となる。一方、残留オーステナイトの炭素濃度が低すぎると必然的にフェライト相の炭素濃度が上昇するために、延性が低下し穴抜け率と相関がある局部延性が低下するため、穴抜け率が低下する。従って最適な残留オーステナイトの炭素濃度において穴抜け率が向上すると推測される。

【0019】ただし、残留オーステナイトの炭素濃度が2.4%超であるとスポット溶接等の溶接不良が著しくなる可能性があるため、残留オーステナイトの炭素濃度は0.2%以上2.4%以下の範囲が更に望ましい。なお、穴抜け性(バーリング加工性)については日本鉄鋼連盟規格JFS T1001-1996記載の穴抜け試験方法に従って穴抜け値にて評価した。

【0020】次に本発明における鋼板のミクロ組織および残留オーステナイトの炭素濃度について詳細に説明する。鋼板のミクロ組織は、疲労特性や延性とバーリング加工性(穴抜け性)を両立させるために体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織とした。ただし、不可避的なパーライト、マルテンサイトを含むこ

とを許容するものである。なお、良好な疲労特性を確保するためには、パーライトの体積分率は5%以下が望ましい。さらに、良好な延性を得るためにはフェライトの体積分率は40%以上が望ましく、マルテンサイトの体積分率は5%未満が望ましい。

【0021】ここで、残留オーステナイト、フェライト、ベイナイト、パーライト及びマルテンサイトの体積分率とは鋼板板幅の1/4Wもしくは3/4W位置より切出した試料を圧延方向断面に研磨し、ナイタル試薬および特開平5-163590号公報で開示されている試薬を用いてエッチングし、光学顕微鏡を用い200~500倍の倍率で観察された板厚の1/4tにおけるマイクロ組織の面積分率で定義される。

【0022】一方、オーステナイトはフェライトと結晶構造が異なるため結晶学的に容易に識別できる。従って、残留オーステナイトの体積分率はX線回折法によっても実験的に求めることができる。すなわち、MoのK α 線を用いてオーステナイトとフェライトとの反射面強度の違いより次式を用いてその体積分率を簡便に求める方法である。

$$V_r = (2/3) \{100 / (0.7 \times \alpha(211) / r(220) + 1)\} + (1/3) \{100 / (0.7 \times \alpha(211) / r(311) + 1)\}$$

ただし、 $\alpha(211)$ 、 $r(220)$ および $r(311)$ は、それぞれフェライト(α)オーステナイト(r)のX線反射面強度である。残留オーステナイトの体積分率は光学顕微鏡観察およびX線回折法のいずれの方法を用いてもほぼ一致した値が得られたので、いずれの測定値を用いても差し支えない。

【0023】また、残留オーステナイトの炭素濃度はX線回折法やメスバウアー分光法により実験的に求めることができる。例えば、X線回折法では進入型固溶元素であるCがオーステナイトの結晶格子に配位されるために起こる格子定数の変化と炭素濃度との関係より残留オーステナイトの炭素濃度が測定可能である。すなわち、格子定数の測定はCo、Cu、FeのK α 線を用いて、オーステナイトの(002)、(022)、(113)、(222)面の反射角度を測定し、文献(「X線回折概論」: B. D. Cullity著(松村源太郎訳)、株式会社アグネ)記載の反射角度から格子定数を計算する方法にて得ることができる。

【0024】ここで、 $\cos^2\theta$ (ただし、 θ は反射角度)と格子定数 a には直線関係があることから、真の格子定数 a_0 は、この直線を $\cos^2\theta=0$ に外挿して得られる。さらに、この真の格子定数 a_0 の値から、オーステナイトの格子定数とオーステナイト中の炭素濃度との関係、例えば文献(R. C. Ruhl and M. C. Cohen, Transaction of the Metallurgical Society of AIME, vol 245 (1969) pp241)記載

の $a_0=3.572+0.033\%C$ (炭素濃度)を用いて得ることができる。

【0025】続いて、本発明の化学成分の限定理由について説明する。Cは、所望のマイクロ組織を得るのに必要な元素である。ただし、0.3%超含有していると加工性が劣化するので、0.3%以下とする。また、0.2%超含有すると溶接性が劣化するので0.2%以下が望ましい。一方、0.01%未満であると強度が低下するので0.01%以上とする。また、良好な延性を得るための十分な残留オーステナイト量を安定的に得るためには0.05%以上が望ましい。

【0026】Siは、所望のマイクロ組織を得るのに必要であるとともに固溶強化元素として強度上昇に有効である。所望の強度を得るためには、0.01%以上含有する必要がある。しかし、2%超含有すると加工性が劣化する。そこで、Siの含有量は0.01%以上、2%以下とする。Mnは、固溶強化元素として強度上昇に有効である。所望の強度を得るためには、0.05%以上必要である。また、Mnはオーステナイト安定化元素であり、良好な延性を得るための十分な残留オーステナイト量を安定的に得るためその添加量は0.05%以上が望ましい。一方、3%超添加するとスラブ割れを生ずるため、3%以下とする。

【0027】Pは、不純物であり低いほど好ましく、0.1%超含有すると加工性や溶接性に悪影響を及ぼすとともに疲労特性も低下させるので、0.1%以下とする。Sは、不純物であり低いほど好ましく、多すぎると局部延性やバーリング加工性を劣化させるA系介在物を生成するので極力低減させるべきであるが、0.01%以下ならば許容できる範囲である。Alは、溶鋼脱酸のために0.005%以上添加する必要があるが、コストの上昇を招くため、その上限を1.0%とする。また、あまり多量に添加すると、非金属介在物を増大させ伸びを劣化させるので好ましくは0.5%以下とする。

【0028】Cuは、固溶状態で疲労特性を改善する効果があるので必要に応じ添加する。ただし、0.2%未満では、その効果は少なく、2%を超えて含有しても効果が飽和する。そこで、Cuの含有量は0.2~2%の範囲とする。Bは、Cuと複合添加されることによって疲労限を上昇させる効果があるので必要に応じ添加する。ただし、0.0002%未満ではその効果を得るために不十分であり、0.002%超添加するとスラブ割れが起こる。よって、Bの添加は、0.0002%以上、0.002%以下とする。

【0029】Niは、Cu含有による熱間脆性防止のために必要に応じ添加する。ただし、0.1%未満ではその効果が少なく、1%を超えて添加してもその効果が飽和するので、0.1~1%とする。CaおよびREMは、破壊の起点となったり、加工性を劣化させる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。ただ

し、0.0005%未満添加してもその効果がなく、Caならば0.002%超、REMならば0.02%超添加してもその効果が飽和するのでCa:0.0005~0.002%、REM:0.0005~0.02%添加することが望ましい。

【0030】さらに、強度を付与するために、Ti、Nb、Mo、V、Cr、Zrの析出強化もしくは固溶強化元素の一種または二種以上を添加しても良い。ただし、それぞれ、0.05%、0.01%、0.05%、0.02%、0.01%、0.02%未満ではその効果を得ることができない。また、それぞれ、0.5%、0.5%、1%、0.2%、1%、0.2%を超え添加してもその効果は飽和する。なお、Snを添加しても本発明の効果を得ることができ、その含有量は特に定める必要はないが熱間圧延時に疵が発生する恐れがあるので0.05%以下が望ましい。

【0031】次に、本発明の製造方法の限定理由について、以下に詳細に述べる。本発明では、目的の成分含有量になるように成分調整した溶鋼を鋳込むことによって得たスラブを、高温鋳片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後に加熱炉にて再加熱した後に熱間圧延してもよい。再加熱温度については特に制限はないが、1400℃以上であると、スケールオフ量が多量になり歩留まりが低下するので、再加熱温度は1400℃未満が望ましい。また、1000℃未満の加熱はスケジュール上操業効率を著しく損なうため、再加熱温度は1000℃以上が望ましい。

【0032】熱間圧延工程は、粗圧延を終了後、仕上げ圧延を行うが、最終パス温度(FT)をAr₃変態点温度以上Ar₃変態点温度+100℃以下の温度域で終了する必要がある。これは、熱間圧延中に圧延温度がAr₃変態点温度を下回るとひずみが残留して延性が低下してしまい加工性が劣化し、仕上げ温度がAr₃変態点温度+100℃超では仕上げ圧延後のオーステナイト粒径が大きくなってしまいうために後の冷却工程において行う二相域でフェライト変態の促進が不十分になり、目的とするミクロ組織が得られない。従って仕上げ温度はAr₃変態点温度以上Ar₃変態点温度+100℃以下とする。ここで、粗圧延終了後に高圧デスケールリングを行う場合は、鋼板表面での高圧水の衝突圧P(MPa)×流量L(リットル/cm²)≥0.0025の条件を満たすことが望ましい。

【0033】鋼板表面での高圧水の衝突圧Pは以下のように記述される。(「鉄と鋼」1991 vol. 77 No. 9 p1450参照)

$$P(\text{MPa}) = 5.64 \times P_0 \times V / H^2$$

ただし、

P₀(MPa): 液圧力

V(リットル/min): ノズル流量

H(cm): 鋼板表面とノズル間の距離

流量Lは以下のように記述される。

$$L(\text{リットル/cm}^2) = V / (W \times v)$$

【0034】ただし、

V(リットル/min): ノズル流量

W(cm): ノズル当たり噴射液が鋼板表面に当たっている幅

v(cm/min): 通板速度

衝突圧P×流量Lの上限は本発明の効果を得るためには特に定める必要はないが、ノズル流量を増加させるとノズルの摩耗が激しくなる等の不都合が生じるため、0.02以下とすることが望ましい。

【0035】さらに、仕上げ圧延後の鋼板の最大高さR_yが15μm(15μmR_y, 12.5mm, 1n12.5mm)以下であることが望ましい。これは、例えば金属材料疲労設計便覧、日本材料学会編、84ページに記載されている通り熱延または酸洗ままの鋼板の疲労強度は鋼板表面の最大高さR_yと相関があることから明らかである。また、その後の仕上げ圧延はデスケール後に再びスケールが生成してしまうのを防ぐために5秒以内に行うのが望ましい。

【0036】仕上圧延を終了した後の工程は、まず、Ar₃変態点からAr₁変態点までの温度域(フェライトとオーステナイトの二相域)で1~20秒間滞留する。ここでの滞留は、二相域でフェライト変態を促進させるために行うが、1秒未満では、二相域におけるフェライト変態が不十分のため、十分な延性が得られない。一方、20秒超では、パーライトが生成し、目的とするミクロ組織が得られない。また、1~20秒間の滞留をさせる温度域はフェライト変態を容易に促進させるためAr₁変態点以上800℃以下が望ましく、そのためには、仕上げ圧延終了後20℃/s以上の冷却速度で当該温度域に迅速に到達させることが望ましい。

【0037】さらに、1~20秒間の滞留時間は生産性を極端に低下させないためには1~10秒間とすることが望ましい。また、これらの条件を満たすためには、仕上げ圧延終了後20℃/s以上の冷却速度で当該温度域に迅速に到達させることが必要である。冷却速度の上限は特に定めないが、冷却設備の能力上300℃/s以下が妥当な冷却速度である。さらに、あまりにもこの冷却速度が早いと冷却終了温度を制御できずオーバーシュートしてAr₁変態点以下まで過冷却されてしまう可能性がある。ここでの冷却速度は150℃/s以下が望ましい。

【0038】次に、その温度域から巻取温度(CT)までは20℃/s以上の冷却速度で冷却するが、20℃/s未満の冷却速度では、パーライトもしくは炭化物を多く含むベイナイトが生成してしまい十分な残留オーステナイトが得られず目的とするミクロ組織が得られない。巻取温度までの冷却速度の上限は特に定めることなく本発明の効果を得ることができるが、熱ひずみによる板そ

りが懸念されることから、300℃/s以下とすることが望ましい。

【0039】次に、巻取温度は450℃以上では、炭化物を多く含むベイナイトが生成して十分な残留オーステナイトが得られず目的とするマイクロ組織が得られないため、巻取温度は、450℃未満と限定する。また、巻取温度が350℃以下では、マルテンサイトが多量に生成して十分な残留オーステナイトが得られず目的とするマイクロ組織が得られないため、巻取温度は、350℃超と限定する。熱間圧延工程終了後は必要に応じて酸洗し、その後インラインまたはオフラインで圧下率10%以下のスキンプラスまたは圧下率40%程度までの冷間圧延を施しても構わない。

*【0040】

【実施例】以下に、実施例により本発明をさらに説明する。表1に示す化学成分を有するA～Oの鋼は、転炉にて溶製して、連続鋳造後、表2に示す加熱温度（SR T）で再加熱し、粗圧延後に同じく表2に示す仕上げ圧延温度（FT）で1.2～5.4mmの板厚に圧延した後、表2に示す巻取温度（CT）でそれぞれ巻き取った。なお一部については粗圧延後に衝突圧2.7MPa、流量0.001リットル/cm²の条件で高压デスケーリングを行った。ただし、表中の化学組成についての表示は質量%である。

【0041】

【表1】

表 1

No	鋼種	化 学 組 成 (単位：質量%)							備 考
		C	Si	Mn	P	S	Al	その他	
1	A	0.100	1.360	1.32	0.008	0.0008	0.032		発明鋼
2	B	0.003	0.120	0.24	0.080	0.0008	0.019		比較鋼
3	C	0.090	0.007	1.35	0.010	0.0007	0.030		比較鋼
4	D	0.120	1.400	0.02	0.007	0.0008	0.031		比較鋼
5	E	0.150	1.820	1.48	0.010	0.0010	0.036	Cu:0.58, Ni:0.23, B:0.0002	発明鋼
6	F	0.168	1.850	1.60	0.150	0.0010	0.041		比較鋼
7	G	0.170	1.900	1.55	0.008	0.0300	0.035		比較鋼
8	H	0.310	1.350	1.30	0.012	0.0011	0.041		比較鋼
9	I	0.146	1.880	1.68	0.011	0.0008	0.032	Ca:0.0009	発明鋼
10	J	0.155	1.910	1.60	0.010	0.0007	0.030	Ti:0.07	発明鋼
11	K	0.171	1.790	1.75	0.008	0.0008	0.040	Nb:0.03	発明鋼
12	L	0.168	1.900	1.55	0.007	0.0007	0.041	Mo:0.01	発明鋼
13	M	0.095	1.400	1.35	0.013	0.0007	0.044	V:0.07	発明鋼
14	N	0.110	1.350	1.40	0.007	0.0008	0.021	Cr:0.12	発明鋼
15	O	0.100	1.330	1.44	0.011	0.0012	0.026	Zr:0.05, REM:0.0004	発明鋼

注) アンダーラインは本発明外の条件

【0042】このようにして得られた熱延板の引張試験は、供試材を、まず、JIS Z2201記載の5号試験片に加工し、JIS Z2241記載の試験方法に従って行った。表2にその試験結果を示す。表2のマイクロ組織中、「その他」はパーライトまたはマルテンサイトであった。ここで、残留オーステナイト、フェライト、ベイナイト、パーライト及びマルテンサイトの体積分率とは鋼板板幅の1/4Wもしくは3/4W位置より切出した試料を圧延方向断面に研磨し、ナイタール試薬および特開平5-163590号公報で開示されている試薬を用いてエッチングし、光学顕微鏡を用い200～500倍の倍率で観察された板厚の1/4tにおけるマイクロ組織の面積分率である。ただし、一部は前述のX線回折法にて得られた値も含まれている。なお、フェライト平均粒径の測定法はJIS G0552鋼のフェライト結晶粒度試験法に記載の切断法に準じ、残留オーステ※50

※ナイト平均粒径については平均円相当径と定義し、画像処理装置等より得られる値を採用した。

【0043】また、残留オーステナイトの炭素濃度はX線回折法より実験的に求めた。格子定数の測定はCo、Cu、FeのK α 線を用いて、オーステナイトの(002)、(022)、(113)、(222)面の反射角度を測定し、文献(「X線回折概論」：B. D. Cul l i t y 著(松村源太郎訳)、株式会社アグネ)記載の反射角度から格子定数を計算する方法にて得ることができる。ここで、 $\cos^2\theta$ (ただし、 θ は反射角度)と格子定数aには直線関係があることから、真の格子定数a₀は、この直線を $\cos^2\theta=0$ に外挿して得られる。

【0044】さらに、この真のオーステナイトの格子定数a₀の値から、オーステナイトの炭素濃度は、例えば文献(R. C. Ruhl and M. Cohen, T r a n s a c t i o n o f t h e M e t a l l u

urgical Society of AIME, vol. 245 (1969) pp241) 記載のオーステナイト格子定数 a_0 とオーステナイト炭素濃度の関係を示した式である $a_0 = 3.572 + 0.033\%C$ (炭素濃度)を用いて得た値とした。ただし、測定した残留オーステナイト粒は5個以上であり炭素濃度はその平均値とした。

【0045】さらに、図3に示すような長さ98mm、幅38mm、最小断面部の幅が20mm、切り欠きの曲率半径が30mmである平面曲げ疲労試験片にて、完全

両振りの平面曲げ疲労試験を行った。鋼板の疲労特性は、 10×10^7 回での疲労限 σ_w を鋼板の引張り強さ σ_B で除した値(疲労限度比 σ_w/σ_B)で評価した。ただし、疲労試験片の表面は研削など一切行わず酸洗ままの表面とした。一方、バーリング加工性(穴拡げ性)については日本鉄鋼連盟規格JFS T1001-1996記載の穴拡げ試験方法に従って穴拡げ値にて評価した。

【0046】

【表2】

austenite
ferrite/bainite
表 2

No	鋼	製造条件						ミクロ組織										機械的性質					疲労特性	
		SRT (℃)	FT (℃)	MT (℃)	Time (s)	CR (℃/s)	CT (℃)	フェライト (%)	ベイナイト ト(%)	残留オーステナイト (%)	その他 (%)	C _v (%)	Df (μm)	d ₇ /d ₁	σ _y (MPa)	σ _B (MPa)	TS×EI (MPa×%)	λ (°)	σ _W (MPa)	σ _W /σ _B (%)				
1	A-1	1200	850	660	8	90	380	85	5	10	0	0.94	15	0.20	438	617	37	22829	82	325	53	説明例		
2	A-2	1200	740	660	8	90	380	85	10	5	0	0.71	9	0.23	555	631	25	15775	42	320	51	比較例		
3	A-3	1200	920	660	8	90	380	85	35	0	0	—	5	—	491	622	25	15550	70	300	48	比較例		
4	A-4	1200	850	540	8	90	380	35	65	0	0	—	5	—	620	703	21	14763	85	300	43	比較例		
5	A-5	1200	850	720	8	90	380	80	30	0	10	—	11	—	480	620	21	13020	36	280	45	比較例		
6	A-6	1200	850	—	0	90	380	80	40	0	0	—	6	—	505	644	23	14812	76	300	47	比較例		
7	A-7	1200	850	660	8	5	380	80	10	0	10	—	16	—	472	588	24	14112	48	280	48	比較例		
8	A-8	1200	850	660	8	90	550	80	20	0	0	—	15	—	477	586	26	15486	90	250	49	比較例		
9	A-9	1200	850	660	8	90	150	85	5	3	7	1.24	13	0.15	435	650	30	18500	78	330	51	比較例		
10	B	1200	900	720	5	90	400	100	0	0	0	—	60	—	194	354	43	14062	121	150	45	比較例		
11	C	1150	810	620	8	90	400	40	60	0	0	—	15	—	408	528	29	15254	42	245	47	比較例		
12	D	1150	830	650	8	90	400	80	17	3	0	0.88	18	0.11	421	544	27	14688	38	250	46	比較例		
13	E	1150	820	630	8	90	410	70	15	15	0	1.12	7	0.57	593	789	30	23670	61	440	56	説明例		
14	F	1160	820	630	8	90	410	72	18	10	0	0.89	6	0.33	592	822	28	23016	28	380	46	比較例		
15	G	1150	820	630	8	90	410	66	18	16	0	0.76	9	0.36	603	815	23	18745	22	370	45	比較例		
16	H	1150	800	620	8	90	410	35	45	20	0	1.62	8	0.51	854	1073	11	11883	18	640	42	比較例		
17	I	1160	820	630	8	90	410	68	16	16	0	0.91	11	0.17	546	769	31	23838	70	385	50	説明例		
18	J	1150	820	630	8	90	410	71	14	15	0	1.02	9	0.21	590	786	30	23580	66	390	50	説明例		
19	K	1150	820	630	8	90	410	70	15	15	0	1.13	8	0.24	620	826	28	23128	62	425	51	説明例		
20	L	1150	820	630	8	90	410	72	15	13	0	1.29	10	0.18	584	811	28	22708	80	420	52	説明例		
21	M	1200	850	650	5	55	380	85	7	8	0	1.18	13	0.20	448	607	36	21652	78	320	53	説明例		
22	N	1200	850	650	5	55	380	83	8	11	0	1.01	12	0.24	450	641	35	22435	75	340	53	説明例		
23	O	1200	850	650	5	55	380	83	7	10	0	1.02	16	0.17	447	621	34	21114	86	330	53	説明例		

(注) アンダーラインは本発明外の条件

【0047】本発明に沿うものは、鋼A-1、E、I、J、K、L、M、N、Oの9鋼であり、所定の量の鋼成分を含有し、そのミクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト、ベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイト*50

*ト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板が得られている。

【0048】上記以外の鋼は、以下の理由によって本発

明の範囲外である。すなわち、鋼A-2は、仕上圧延終了温度（FT）が本発明の範囲より低く、ひずみが残留して強度—延性バランス（TS×E1）が低く、穴拡張値（λ）も低い。鋼A-3は、仕上圧延終了温度（FT）が本発明の範囲より高く、目的とするマイクロ組織が得られていないため強度—延性バランス（TS×E1）が低く、疲労限度比（ σ_W/σ_B ）も低い。鋼A-4は、滞留温度（MT）が本発明の範囲より低く、目的とするマイクロ組織が得られていないため強度—延性バランス（TS×E1）が低く、疲労限度比（ σ_W/σ_B ）も低い。

【0049】鋼A-5は、滞留温度（MT）が本発明の範囲より高く、目的とするマイクロ組織が得られていないため強度—延性バランス（TS×E1）が低く、疲労限度比（ σ_W/σ_B ）も低い。鋼A-6は、滞留時間（MT）がなく、目的とするマイクロ組織が得られていないため強度—延性バランス（TS×E1）が低く、疲労限度比（ σ_W/σ_B ）も低い。また十分な穴拡張値（λ）も得られていない。鋼A-7は、滞留後の冷却速度（CR）が本発明の範囲より遅く、目的とするマイクロ組織が得られていないため強度—延性バランス（TS×E1）が低く、疲労限度比（ σ_W/σ_B ）も低い。また十分な穴拡張値（λ）も得られていない。

【0050】鋼A-8は、巻取温度（CT）が本発明の範囲より高く、目的とするマイクロ組織が得られていないため強度—延性バランス（TS×E1）が低い。鋼A-9は、巻取温度（CT）が本発明の範囲より低く、目的とするマイクロ組織が得られていないため強度—延性バランス（TS×E1）が低い。鋼Bは、Cの含有量が本発明の範囲外であるので、目的とするマイクロ組織が得られ

ず十分な強度（TS）および疲労限度比（ σ_W/σ_B ）が得られていない。鋼Cは、Siの含有量が本発明の範囲外であるので十分な強度（TS）および疲労限度比（ σ_W/σ_B ）が得られていない。

【0051】鋼Dは、Mnの含有量が本発明の範囲外であり、目的とするマイクロ組織が得られていないため強度—延性バランス（TS×E1）が低く、疲労限度比（ σ_W/σ_B ）も低い。鋼Fは、Pの含有量が本発明の範囲外であるので十分な疲労限度比（ σ_W/σ_B ）が得られていない。鋼Gは、Sの含有量が本発明の範囲外であるので十分な穴拡張値（λ）および疲労限度比（ σ_W/σ_B ）が得られていない。鋼Hは、Cの含有量が本発明の範囲外であるので十分な伸び（E1）、穴拡張値（λ）および疲労限度比（ σ_W/σ_B ）が得られていない。

【0052】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明は、バーリング加工性に優れた引張強度540MPa以上の加工誘起変態型複合組織鋼板およびその製造方法を提供するものであり、これらの熱延鋼板を用いることにより、疲労特性や延性を十分に確保しつつバーリング加工性（穴拡張性）の大幅な改善が期待できるため、本発明は、工業的価値が高い発明であると言える。

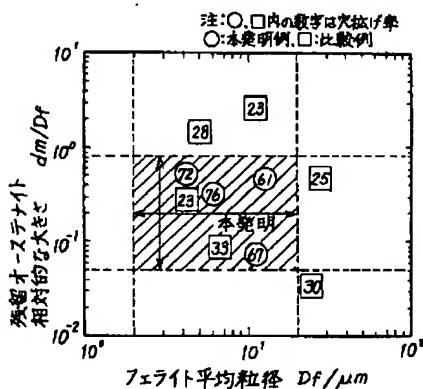
【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に至る予備実験の結果を、フェライト平均粒径、残留オーステナイト粒径のフェライト粒径に対する相対的な大きさと穴拡張値の関係で示す図である。

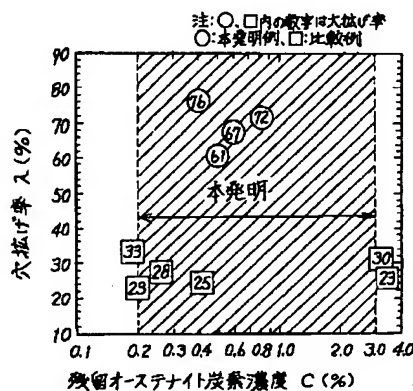
【図2】本発明に至る予備実験の結果を、残留オーステナイトの炭素濃度と穴拡張値の関係で示す図である。

【図3】疲労試験片の形状を説明する図である。

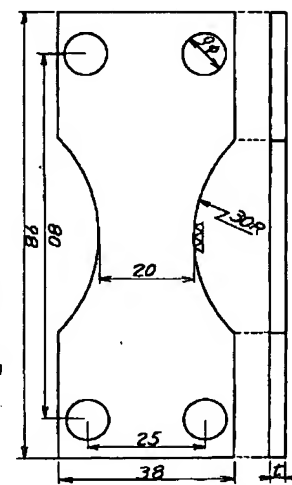
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 岡田 浩幸

愛知県東海市東海町 5 - 3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08

AA11 AA14 AA15 AA16 AA17

AA19 AA22 AA23 AA27 AA29

AA31 AA32 AA35 AA36 AA39

AA40 BA01 CA02 CC03 CD03

CE01

4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09

EA11 EA13 EA15 EA16 EA17

EA19 EA20 EA23 EA25 EA27

EA28 EA31 EA32 EA35 EA36

EB06 EB07 EB08 EB09 EB11

FA02 FC03 FC04 FC07 FD03

FD04 FD08 FE01 FE06 FF01

JA06 JA07

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C:0.01質量%以下, Si:0.01~2.0質量%, Mn:0.05~2.5質量%, P:0.02質量%以下, Al:5~10質量%, S:0.010質量%以下, N:0.010質量%以下を含み、残部が実質的にFeからなることを特徴とする耐高温酸化性に優れた高Al鋼板。

【請求項2】 C:0.01質量%以下, Si:0.01~2.0質量%, Mn:0.05~2.5質量%, P:0.02質量%以下, Al:5~10質量%, S:0.010質量%以下, N:0.010質量%以下, 更にTi, Nb, Mo, Vの1種又は2種以上を合計で0.01~0.3質量%を含み、残部が実質的にFeからなることを特徴とする耐高温酸化性に優れた高Al鋼板。

【請求項3】 更にLa, Ce, Nd, Yの1種又は2種以上を合計で0.01~0.2質量%含む請求項1又は2記載の高Al鋼板。

【請求項4】 更にCr:1~8質量%を含む請求項1~3何れかに記載の高Al鋼板。

【請求項5】 更にB:0.0002~0.002質量%を含む請求項1~4何れかに記載の高Al鋼板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、850℃以上の高温雰囲気中に耐え得る無垢の構造材として使用され、耐高温酸化性及び高温強度に優れ、且つ室温での加工性も良好な高Al鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】800℃以上の高温雰囲気中で優れた耐高温酸化性を示す材料として、Crを約10質量%以上含有する各種ステンレス鋼が従来から使用されている。ステンレス鋼は、表層に生成するCr系酸化物皮膜（不動態皮膜）の保護的作用によって優れた耐高温酸化性を示すものの、鋼材コストが高いことが欠点である。そこで、普通鋼を母材として鋼板表面に溶融アルミニウムめっきを施すことにより、耐高温酸化性を改善した溶融アルミニウムめっき鋼板が実用化されている。たとえば、特開昭56-102523号公報では、極低炭素Ti添加鋼をベースとして溶融アルミニウムめっきを施し、アルミニウムめっき鋼板としては比較的高温での耐高温酸化性を改善した溶融アルミニウムめっき鋼板を製造する方法が紹介されている。特開昭56-102556号公報では、5質量%までのCrを含有する極低炭素Ti添加鋼をベースとして溶融アルミニウムめっきを施すことにより耐熱性を改善しためっき鋼板が紹介されている。ステンレス鋼以外に無垢材として850℃を超える高温雰囲気中で優れた耐高温酸化性を呈する材料としては、FeにAlを含有させたFe-Al合金が古くから知られている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】普通鋼を母材とした通常の溶融アルミニウムめっき鋼板の使用可能な温度は、高くても830℃程度に過ぎない。Crを5質量%程度まで添加した鋼板をベースにした溶融アルミニウムめっき鋼板は、僅かに耐高温酸化性が改善されるものの、850℃を超えるような高温雰囲気においては短時間で異常酸化を生じ、通常の使用に耐えられなくなる。他方、Fe-Al合金は、耐高温酸化性に優れたものの、単純なFe-Al二元系では構造材として十分な高温強度が得られない。Fe-Al合金のAl含有量を増加させFe₃Al、FeAl等の規則合金を作ることにより高温強度を向上させることも可能であるが、これらの規則合金は室温での韌性に劣るため薄板材の製造が非常に困難である。

【0004】

【課題を解決するための手段】本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、850℃を超える高温雰囲気中で無垢の構造材として通常の使用に耐え得る優れた耐高温酸化性及び高温強度をもつと共に、室温での加工性にも優れ、ステンレス鋼に比較して安価な鋼板を得ることを目的とする。本発明者等は、無垢材として耐高温酸化性に優れた鋼板について種々調査検討した結果、C:0.01質量%以下, Si:0.01~2.0質量%, Mn:0.05~2.5質量%, P:0.02質量%以下, Al:5~10質量%, S:0.010質量%以下, N:0.010質量%以下を含み、残部が実質的にFeからなる基本組成にすると、850℃以上の高温雰囲気中で十分に使用に耐え得る耐高温酸化性及び高温強度が得られ、しかも室温での加工性も確保されることを見出した。

【0005】この基本組成にTi, Nb, Mo, Vの1種又は2種以上を合計で0.01~0.3質量%添加するとき、室温での加工性を大きく劣化させることなく高温強度が更に改善される。耐高温酸化性は、La, Ce, Nd, Yの1種又は2種以上を合計で0.01~0.2質量%、或いはCr:1~8質量%を添加するとき一層向上する。また、構造材としてプレス加工する際の耐二次加工割れ性は、B:0.0002~0.002質量%を添加することにより改善される。

【0006】

【作用】以下、本発明の高Al鋼板に含まれる合金成分及び含有量を説明する。

C:0.01質量%以下

耐高温酸化性及び室温での加工性に悪影響を及ぼす合金成分であり、可能な限りC含有量を低くすることが好ましい。しかし、過度の脱炭は製造コストを上昇させる原因となるので、本発明においてはCによる悪影響が現れない0.01質量%を上限に設定した。

50 Si:0.01~2.0質量%